

# 基于经典动态模型的 GH4169 合金钢锭中 Laves 相的回溶规律分析 \*

张麦仓 曹国鑫 董建新 郑磊 姚志浩

(北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083)

**摘要** 在经典沉淀相回溶过程扩散动力学的基础上, 结合商业软件 Thermo-Calc 中镍基合金各元素的热力学数据库及 Dictra 中的动力学数据库, 在 Matlab 平台上开发了基于经典动态模型的沉淀相回溶及析出计算的原型系统, 建立了镍基高温合金沉淀相回溶过程的经典动态模型. 利用该模型计算了 GH4169 合金钢锭中不同尺寸 Laves 相的溶解量随时间和均匀化温度的变化, 并与不同冷速下得到的凝固重熔铸锭均匀化前后的 Laves 相实际尺寸和体积分数进行对比分析. 结果表明, 利用经典动态模型计算的 GH4169 合金钢锭中不同尺寸 Laves 相的溶解量随时间和均匀化温度的变化与实验结果基本一致, 说明该经典动态模型的预测结果可以作为工程应用中确定 GH4169 钢锭中 Laves 相回溶过程均匀化工艺的依据.

**关键词** 经典动态模型, GH4169 合金, Laves 相, 回溶

**中图分类号** TG111.4

**文献标识码** A

**文章编号** 0412-1961(2013)03-0372-07

## INVESTIGATIONS ON DISSOLUTION MECHANISM OF LAVES PHASE IN GH4169 ALLOY INGOT BASED ON CLASSICAL DYNAMICAL MODEL

ZHANG Maicang, CAO Guoxin, DONG Jianxin, ZHENG Lei, YAO Zhihao

School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: ZHANG Maicang, associate professor, Tel: (010)62332884,

E-mail: mczhang@ustb.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50974144)

Manuscript received 2012-09-24, in revised form 2012-12-19

**ABSTRACT** It is an urgent thing how to control the quality of large size GH4169 ingots nowadays. The high Nb element content in this alloy can increase the tendency of freckle defect formation. Though almost all the investigators consider that the segregation of Nb-riched Laves phase is the key factor of the freckle defect, how to avoid this phenomenon is still a hard-to-solve problem in engineering practice. In this work, a new prototype system based on classical dynamical model related to basic metallurgy theory was established to simulate the dynamical dissolving process of precipitates evolution in nickel base superalloys. In this prototype system, the parameters related to the thermodynamic equilibrium state can be got from thermodynamic software of Thermo-Calc, the solute element diffusion coefficient at any temperature and time iterative can be got from dynamic software of Dictra. By using this prototype system, the dissolution process of Laves phase during homogenization process with different initial particle sizes for GH4169 alloy was simulated, and then series remelting experiments with different cooling rates and different Laves phase distributions were carried out, and the calculated results were in good agreement with the experimental results. This newly developed prototype system may give great help to homogenization process design in engineering use.

**KEY WORDS** classical dynamical model, GH4169 alloy, Laves phase, dissolution process

\* 国家自然科学基金资助项目 50974144

收到初稿日期: 2012-09-24, 收到修改稿日期: 2012-12-19

作者简介: 张麦仓, 男, 1967 年生, 副教授

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2012.00564

GH4169 合金由于其化学成分和合金锭的凝固条件, 在凝固过程中会产生较严重的成分偏析<sup>[1-5]</sup>. Nb 作为该合金中强化相  $\gamma''$  的主要形成元素, 也是主要的偏析形成元素. 在 GH4169 合金中, Nb 的偏析会导致产生富 Nb

的块状 Laves 相。Laves 相是一种低熔点相，在较高的温度下易熔化，不利于合金进一步处理，会使合金的冲击性能和塑性急剧降低；而且，当合金微观偏析到一定程度，就会产生块状的 Laves 相和碳化物聚集而形成的“黑斑”缺陷，使钢锭报废<sup>[6-8]</sup>。工业上 GH4169 合金钢锭均匀化处理的目的是使 Laves 相充分回溶，使 Nb 和 Mo 等易偏析元素充分扩散。因此，研究 Laves 相的回溶规律对合金钢锭的均匀化工艺优化及黑斑缺陷的形成机理的研究具有重要意义。

目前，有关镍基高温合金析出相演化的理论模型大多基于热力学或扩散动力学，侧重于相的析出和长大过程，而对析出相的回溶过程考虑较少。对于 GH4169 合金钢锭中 Laves 相的回溶过程，部分研究<sup>[9-12]</sup>通过钢锭的解剖实验分析 Laves 的回溶过程，并给出了 Laves 相溶解的经验公式，但是钢锭的全尺寸解剖实验成本高，而且受锭型尺寸及冷却条件的影响较大。因此，工业生产中高温合金钢锭均匀化工艺的制定大多依据经验积累。本工作在经典沉淀相回溶过程扩散动力学的基础上，结合商业软件 Thermo-Calc 中镍基合金各元素的热力学数据库及 DICTRA 中的动力学数据库，在 Matlab 平台上开发了基于经典动态模型的沉淀相回溶及析出计算的原型系统；并结合实际 GH4169 合金工业铸锭的凝固过程，设计不同冷速的凝固重熔实验，得到不同尺寸 Laves 相；并对不同尺寸 Laves 相回溶过程进行计算及实验对比分析，以验证上述原型系统的正确性，以期对 GH4169 合金及其它镍基合金钢锭的均匀化制度的制定提供理论指导。

## 1 沉淀相回溶过程数学模型的建立

沉淀相颗粒溶入基体主要包括以下进程<sup>[13]</sup>：沉淀相颗粒的分解，溶质原子通过相界面向基体侧发生转移及溶质原子经长程扩散溶入基体。相对于长程扩散，沉淀相溶解过程中前 2 个阶段往往很快，可以认为沉淀相颗粒的回溶过程主要由溶质原子的长程扩散过程控制。因此，建立沉淀相溶解过程数学模型需解决 2 个关键技术。

(1) 计算回溶过程任一时刻各溶质组元的界面浓度（当溶质组元原子从析出相界面向基体扩散时）。根据文献<sup>[14-18]</sup>的沉淀相析出/回溶理论，假设沉淀相颗粒具有给定的化学式且含有  $n$  个组元，若每个组元为  $Sp_i$ ，则沉淀相颗粒的化学式可以表示为： $(Sp_1)m_1(Sp_2)m_2(Sp_3)m_3(\dots)(Sp_n)m_n$ ，其中  $m_1, m_2, \dots, m_n$  表示化学式中的原子组成数。如果组元  $i$  在界面上的浓度为  $c_i^{\text{sol}}$ ，则任一时刻界面各组元浓度满足以下双曲线关系：

$$(c_1^{\text{sol}})^{m_1}(c_2^{\text{sol}})^{m_2}(\dots)(c_n^{\text{sol}})^{m_n} = K(T) \quad (1)$$

式中， $K$  为与温度  $T$  有关的溶度积。

(2) 沉淀相在基体中溶解时的移动界面问题。假设任

一时刻  $t$  相界面位置为  $S(t)$ ，在一定温度下沉淀相存在时的体系 Gibbs 自由能小于其溶解于基体中体系的 Gibbs 自由能时将会分解，同时沉淀相中的溶质元素会向基体扩散，扩散过程遵循 Fick 第二定律<sup>[19]</sup>

$$\frac{\partial c_i}{\partial t} = D_i \frac{\partial}{\partial r^a} \left( r^a \frac{\partial c_i}{\partial r} \right) \quad (2)$$

式中， $t$  为回溶过程任一时刻的时间； $c_i$  为组元  $i$  在基体中的浓度； $D_i$  为组元  $i$  的扩散系数； $r$  为沉淀相一侧溶质原子发生扩散的区域； $a$  为沉淀相几何特征， $a=1$  时表示片层状， $a=2$  时表示柱状， $a=3$  时表示球状。

沉淀相与基体的界面在发生移动时，存在质量守恒。即沉淀相的溶解量等于原子由界面向基体中的扩散量

$$(c_i^{\text{part}} - c_i^{\text{sol}}) \frac{dS(t)}{dt} = D_i \frac{\partial c_i}{\partial r} \quad (3)$$

式中， $c_i^{\text{part}}$  为沉淀相颗粒中组元  $i$  的元素浓度。

## 2 沉淀相回溶过程的动态设计

### 2.1 片层状沉淀相回溶过程的动态计算

当沉淀相为片层状（即  $a=1$ ）时，根据沉淀相与基体界面的溶质原子浓度即可求得沉淀相的回溶速度。假设沉淀相为单组元，且该沉淀相是一维的（或者片层状），则在不考虑其它组元的影响时，求解单组元沉淀相回溶过程中的条件方程

$$\begin{cases} \frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial r^2} \\ (c^{\text{part}} - c^{\text{sol}}) \frac{dS(t)}{dt} = \frac{D}{(c^{\text{part}} - c^{\text{sol}})} \frac{\partial c}{\partial r} \\ c(S(t), t) = c^{\text{sol}} \\ c(r, 0) = c^0, \quad S(0) = S_0 \end{cases} \quad (4)$$

利用自适应解法可以得到式 (4) 中扩散方程的解析解为

$$c(r, t) = \frac{c^0 - c^{\text{sol}}}{\operatorname{erfc}\left(\frac{k}{2\sqrt{t}}\right)} \operatorname{erfc}\left(\frac{r - S_0}{2\sqrt{Dt}}\right) + c^0 \quad (5)$$

式中， $k$  为溶解速率系数。在以扩散控制的相长大或者回溶过程中，沉淀相的尺寸与时间的平方根成线性关系，即

$$S(t) = S_0 + k\sqrt{t} \quad (6)$$

将式 (5) 和 (6) 代入式 (4) 中的界面质量守恒公式中，当  $(c^{\text{sol}} - c^0) \ll (c^{\text{part}} - c^{\text{sol}})$  时式 (6) 中  $k$  值的近似解为<sup>[20]</sup>

$$k = -2 \frac{c^{\text{sol}} - c^0}{c^{\text{part}} - c^{\text{sol}}} \sqrt{\frac{D}{\pi}} \quad (7)$$

将式 (7) 代入式 (4)，则可以得到沉淀相界面的移动速度为

$$\frac{dS(t)}{dt} = - \frac{c^{\text{sol}} - c^0}{c^{\text{part}} - c^{\text{sol}}} \sqrt{\frac{D}{\pi t}} \quad (8)$$

当溶质为多组元时,  $k$  变为

$$k = -2 \frac{c_i^{\text{sol}} - c_i^0}{c_i^{\text{part}} - c_i^{\text{sol}}} \sqrt{\frac{D_i}{\pi}} \quad (9)$$

式 (9) 对所有的溶质组元都适用, 因此存在下列关系:

$$c_i^{\text{sol}} = \frac{c_i^{\text{part}}}{c_1^{\text{part}}} \sqrt{\frac{D_1}{D_i}} c_1^{\text{sol}} \quad (10)$$

联立式 (8) 及 (10), 则可以得到多组元沉淀相回溶过程界面移动速度的平均值

$$\frac{dS(t)}{dt} = - \frac{c_{\text{eff}}^{\text{sol}} - c_{\text{eff}}^0}{c_{\text{eff}}^{\text{part}} - c_{\text{eff}}^{\text{sol}}} \sqrt{\frac{D_{\text{eff}}}{\pi t}} \quad (11)$$

式中,  $c_{\text{eff}}^{\text{sol}} = k^{1/\mu_m}$  为界面溶质元素的平均浓度;  $c_{\text{eff}}^{\text{part}} = [\prod_1^n (c_i^{\text{part}})^{m_i}]^{1/\mu_m}$  为沉淀相中溶质元素的平均浓度;  $c_{\text{eff}}^0 = [\prod_1^n (c_i^0)^{m_i}]^{1/\mu_m}$  为合金基体中溶质元素的平均浓度;  $D_{\text{eff}} = [\prod_1^n (D_i)^{m_i}]^{1/\mu_m}$  为溶质元素的平均扩散系数;  $\mu_m = m_1 + m_2 + \dots + m_n$  为沉淀相化学式中各组元的当量数之和。

## 2.2 球状沉淀相回溶过程的动态计算

当沉淀相的形状由片层状变为球状时, 沿半径方向减小单位长度的体积变化与沿一维方向上减小单位长度的体积变化将不同, 根据 Laplace 变换, Aaron<sup>[21]</sup> 求解得到了球形沉淀相在回溶过程中的界面迁移速率为

$$\frac{dS(t)}{dt} = - \frac{c_i^{\text{sol}} - c_i^0}{c_i^{\text{part}} - c_i^{\text{sol}}} \left( \frac{D_i}{S} + \sqrt{\frac{D_i}{\pi t}} \right) \quad (12)$$

研究<sup>[22,23]</sup> 表明, 在式 (12) 的右侧, 第二项在回溶阶段的早期起主要作用, 即沉淀相在回溶过程中以片层状形式溶解, 在稍后阶段, 第二项的作用开始减弱, 第一项将决定溶解速度, 因此可以认为, 球状沉淀相在回溶过程中的界面迁移速率近似等于

$$\frac{dS(t)}{dt} = - \frac{c_i^{\text{sol}} - c_i^0}{c_i^{\text{part}} - c_i^{\text{sol}}} \frac{D_i}{S} \quad (13)$$

同理, 当沉淀相中的溶质元素为多组元时, 可以根据式 (11) 中关于溶质平均浓度的计算结果, 得到球状沉淀相在极稀固溶体中的界面迁移速度

$$\frac{dS(t)}{dt} = - \frac{c_{\text{eff}}^{\text{sol}} - c_{\text{eff}}^0}{c_{\text{eff}}^{\text{part}} - c_{\text{eff}}^{\text{sol}}} \frac{D_{\text{eff}}}{S} \quad (14)$$

## 2.3 沉淀相回溶过程的计算流程

结合上述沉淀相回溶过程的经典动态模型, 借助热力学软件 Thermo-Calc 及动力学软件 Dictra 及其相应的镍基合金数据库, 即可对镍基合金中沉淀相回溶过程进行模拟。在模拟计算过程中, 需要借助热力学软件 Thermo-Calc 及动力学软件 Dictra 及其相应的镍基合金数据库交

换传输与式 (11) 或式 (14) 相关的热力学及动力学参数, 同时, 任一时刻界面各组元浓度满足式 (1) 所示的双曲线约束关系。通过对不同冷速下 SEM 照片的统计分析, 发现大部分 Laves 相的形状接近块状或者球状, 因此, 最终选择球状沉淀相回溶模型 (式 (14)) 进行计算, 最后输出不同离散温度及时间下基体中各组元的成分、残留在沉淀相中的沉淀相含量及沉淀相尺寸等。主要计算流程如图 1 所示。

## 2.4 Laves 相回溶过程验证实验

为验证经典动态模型对 Laves 相回溶过程的预测精度, 选用 Nb 含量为 6.0% 的 GH4169 合金作为实验材料, 设计不同冷速的凝固重熔实验, 以期获得不同尺寸的 Laves 相。具体的凝固重熔实验过程如下: 从真空感应熔炼的 50 kg 铸锭中心切割下若干直径 17 mm×15 mm 的圆柱状试样进行凝固重熔实验, 重熔后的冷速分别为 0.5, 1 和 3 °C/min; 将重熔锭沿轴向切成两部分, 一部分进行 1160 °C 保温 20 h 的单阶段均匀化处理, 然后和剩余部分一起观察 Laves 相的回溶情况。Laves 相的形态观察在 LEO-80 扫描电镜 (SEM) 上进行, Laves 相的体积分数利用 ImageTool 软件进行统计分析, 每种冷速下统计图片数量为 10 张, 共计 30 张图片。实验用 GH4169 合金的化学成分 (质量分数, %) 为: C 0.03, B 0.003, Nb 6.00, Mo 3.02, Fe, 18.80, Cr 18.92, Co≤1.0, Si≤0.35, Al 0.21, Ti 0.72, Ni 余量。

## 3 结果与分析

### 3.1 不同尺寸 Laves 相的回溶行为

据文献 [7,15,24,25] 报道, Laves 相含量并不是随着均匀化温度的升高一直减少, 而是减少到一定程度, 其含量几乎不会随时间的延长发生显著变化, 即 Laves 相不会彻底消除, 因此, 本工作在程序计算时, 考虑每种尺寸 Laves 相在不同温度下的完全溶解量, 高温长时间下一般要大于 80%。但是为方便统计, 如果 Laves 相溶解量大于 80%, 本次计算则认为 Laves 相完全溶解。

图 2 为不同温度下不同等效尺寸 Laves 相的溶解量随时间的变化, 其中 Laves 相的初始等效半径分别设定为 10, 20, 30, 40 和 50 μm, 回溶处理温度分别设定为 900, 1000, 1100, 1150, 1160 和 1200 °C。从图 2a 可以看出, 当 Laves 相等效半径为 10 μm 时, 1150 和 1160 °C 保温时 Laves 相完全回溶时间均小于 5 h。当温度低于 1000 °C 时, Laves 回溶时间会大幅度延长, 这是因为在 1000 °C 及以下, Nb 的扩散系数明显减小, 显著降低了 Laves 相的回溶速度。根据热力学计算结果, 当 Nb 含量为 6.0% 时, Laves 相的完全溶解温度约为 1130 °C, 即在低于 1130 °C 所进行的回溶热处理不可能使所有的 Laves 相完全回溶。图 2b—e 表明, 随着 Laves 相尺寸的增加, 相同回溶温度下 Laves 相所需要的回溶时间增长。由图

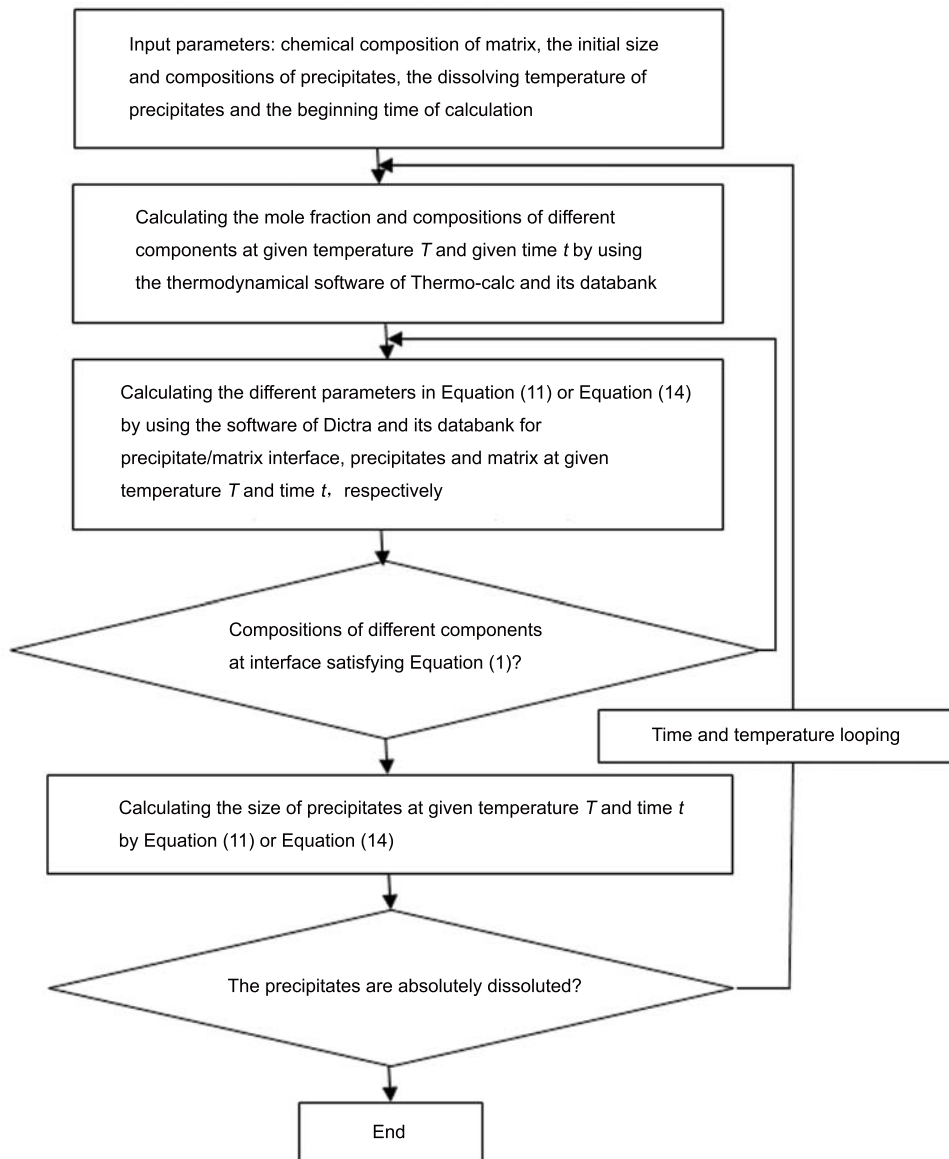


图 1 经典动态模型中沉淀相回溶过程的模拟流程图

Fig.1 Simulating flowchat for dissolution process in the classical dynamical model

2d 和 e 还可以看出, 工程现行的标准均匀化制度 (1160 °C, 20 h) 难以完全消除 Laves 相. 当 Laves 相等效半径为 40  $\mu\text{m}$  时, 溶解量大于 80% 所需要的时间大于 20 h; 当 Laves 相等效半径为 50  $\mu\text{m}$  时, 溶解量大于 80% 所需要的时间约为 35 h, 而当均匀化处理时间为 20 h 时, Laves 溶解量仅为约 60%.

### 3.2 模拟结果的实验验证

为验证上述模型及模拟结果的准确性和可靠性, 对在 0.5, 1 和 3 °C/min 冷速下凝固重熔的铸锭进行 1160 °C, 20 h 第一阶段均匀化处理, 进行均匀化前后 Laves 相回溶情况的对比分析.

表 1 表明, 经过 1160 °C, 20 h 均匀化处理以后, 1 和 3 °C/min 冷速下 Laves 相回溶比 (溶解量) 基本一致,

均接近 60%. 从图 2 的模拟计算结果可以看出, 当 Laves 相尺寸在 18—32  $\mu\text{m}$  之间时, 经 1160 °C, 20 h 均匀化处理, Laves 相溶解量大于 80%, 可认为完全溶解. 当实验冷速为 0.5 °C/min 时, 由于 Laves 相呈网状聚集态分布, 其等效半径的最大尺寸约为 50  $\mu\text{m}$ , 平均颗粒尺寸约为 43  $\mu\text{m}$ . 根据经典动态模型计算结果, 当 Laves 相等效半径为 40  $\mu\text{m}$  时, 经 1160 °C, 20 h 均匀化处理后, Laves 相溶解量约为 75%; 当 Laves 相半径为 50  $\mu\text{m}$  时, 相同条件下, Laves 相溶解量约为 60%, 而实验结果则约为 45%. 实验值与计算值的误差来源在于: (1) 实验统计过程中, 碳化物和 Laves 相的背散射电子像形貌相近, 但碳化物回溶点在 1200 °C 以上, 因此, 在 1160 °C, 20 h 均匀化处理过程中碳化物基本不发生溶解, 碳化物在均匀化

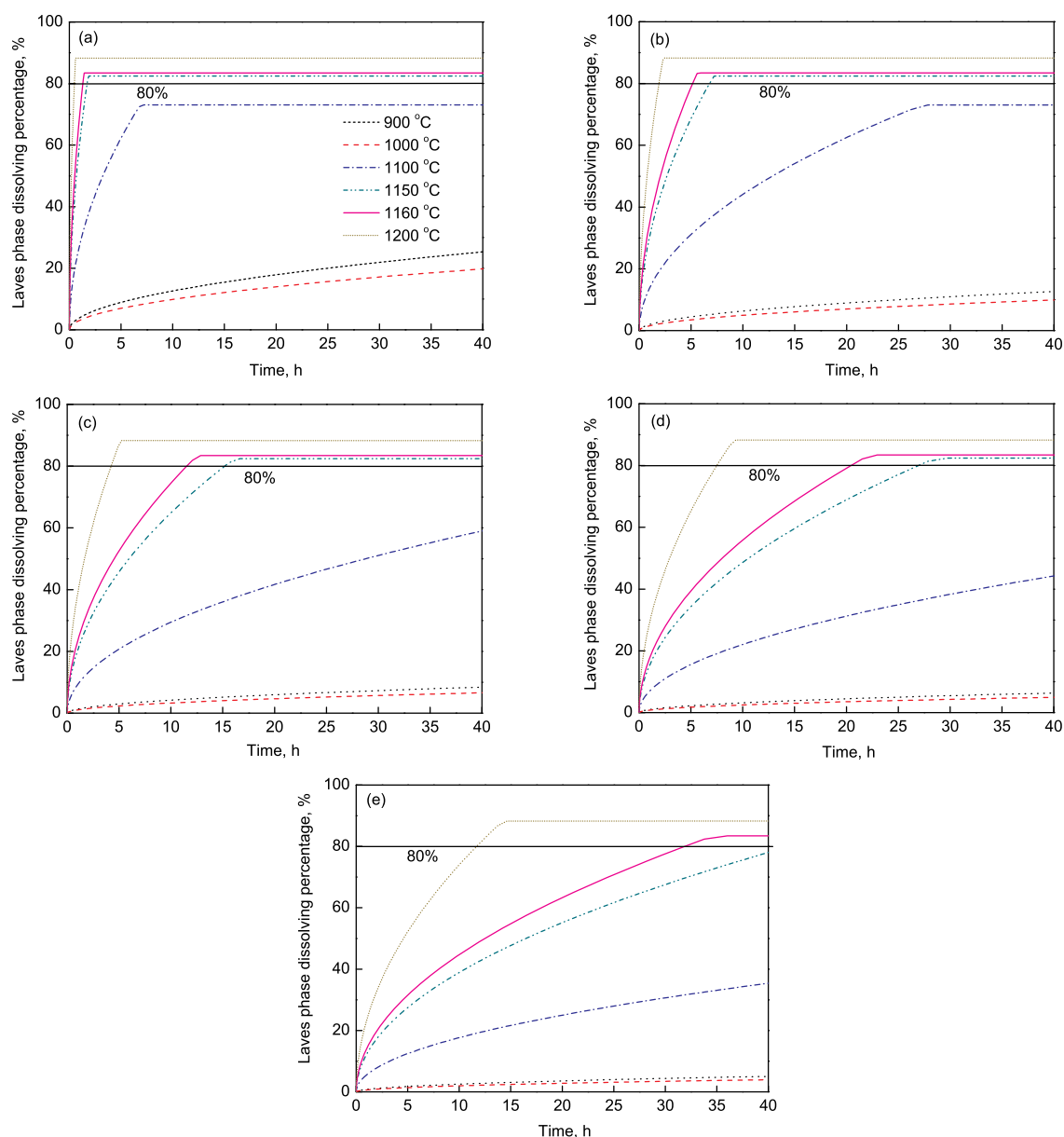


图 2 不同尺寸 Laves 相在不同温度下回溶过程的模拟结果

Fig.2 Simulated results of Laves phase dissolution under different temperatures with initial particle sizes  $r=10\ \mu\text{m}$  (a),  $r=20\ \mu\text{m}$  (b),  $r=30\ \mu\text{m}$  (c),  $r=40\ \mu\text{m}$  (d) and  $r=50\ \mu\text{m}$  (e)

表 1 3 种冷速铸锭及均匀化后 Laves 体积分数及回溶比

Table 1 Volume fraction and dissolving ratio of Laves phase under different conditions

Cooling rate °C/min	Volume fraction of Laves phase in cast ingot	Volume fraction of Laves phase after homogenization	Dissolving ratio of Laves phase
0.5	0.020	0.011	45.00%
1	0.022	0.010	54.55%
3	0.019	0.008	57.89%

处理后所占比例增大, 导致实验统计分析的回溶比偏小; (2) 对 Laves 相回溶过程计算时, 只考虑了球状颗粒沉淀相的回溶模型, 未考虑沉淀相的复杂形状因子的影响.

图 3 为重熔锭均匀化前后 Laves 相的尺寸及分布. 统计表明, 当冷速为  $0.5\ \text{°C/min}$  时, Laves 相呈网状聚集态分布, 其等效半径的最大尺寸约为  $50\ \mu\text{m}$ , 平均颗粒尺寸约为  $43\ \mu\text{m}$ , 标准偏差为  $3.82$ ; 在  $1\ \text{°C/min}$  冷速下

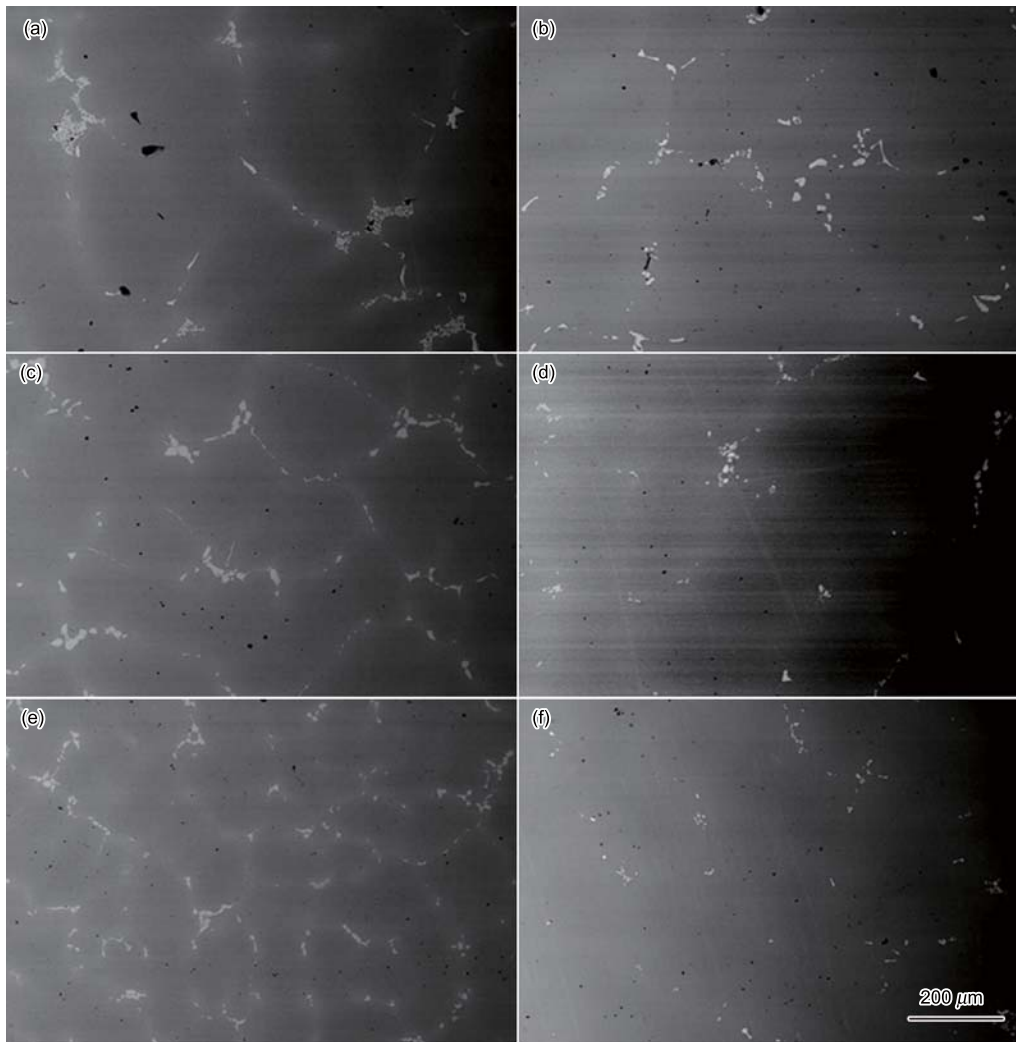


图 3 不同冷速下重熔锭及均匀化后 Laves 相的背散射电子像

Fig.3 Back scattered electrons images of as-casted (a, c, e) and as-homogenized (b, d, f) for Laves phase at different cooling rates of 0.5 °C/min (a, b), 1 °C/min (c, d) and 3 °C/min (e, f)

Laves 相颗粒最大等效半径约为  $32 \mu\text{m}$ , 平均尺寸约为  $28 \mu\text{m}$  标准偏差为 2.98;  $3 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$  冷速下 Laves 相颗粒的最大等效半径约为  $25 \mu\text{m}$ , 平均尺寸约为  $18 \mu\text{m}$ , 标准偏差为 3.49. 冷速为 1 和  $3 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$  时, Laves 相多为单个颗粒状, 沿枝晶间呈条带状分布.

图 4 为将图 2 中不同初始尺寸 Laves 相在不同回溶温度下完全回溶时间的变化规律. 经过拟合发现, 不同初始尺寸 Laves 相在不同回溶温度下完全回溶时间的变化基本符合缪竹骏<sup>[25]</sup> 论文中提到的指数函数模型:  $y = A\exp(-Bt)$ , 其中,  $y$  为完全回溶时间,  $t$  为回溶温度,  $A = 0.01945r^{1.985}$ ,  $B=0.026$ . 实际应用中, 如果获得 GH4169 钢锭尺寸与 Laves 相最大等效尺寸的关系, 即可参考该关系式初步确定 GH4169 合金钢锭 Laves 相回溶阶段的均匀化工艺.

综上, 基于经典动态模型的沉淀相回溶模型对 Laves

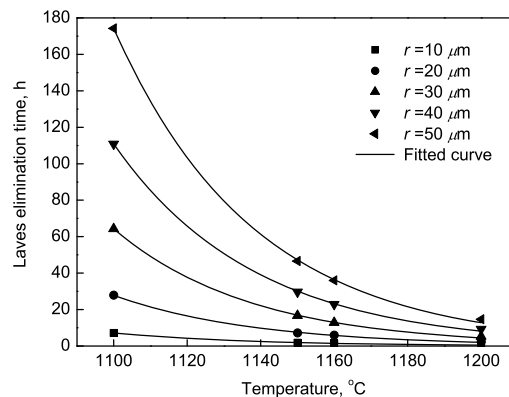


图 4 不同初始尺寸下 Laves 相的完全回溶时间

Fig.4 Complete dissolution time of Laves phase under different initial particle sizes

相回溶过程的预测结果与实验结果基本一致, 可以作为工程中确定 GH4169 合金钢锭均匀化工艺的参考.

## 4 结论

(1) 在经典沉淀相回溶过程扩散动力学的基础上, 结合商业软件 Thermo-Calc 中镍基合金各元素的热力学数据库及 Dictra 中的动力学数据库, 在 Matlab 平台上开发了基于经典动态模型的沉淀相回溶及析出计算的原型系统, 建立了镍基高温合金沉淀相回溶过程的经典动态模型, 该模型可较好地预测 GH4169 合金钢锭均匀化过程中 Laves 相的回溶过程。

(2) 通过经典动态模型计算得到的 GH4169 合金钢锭中不同尺寸 Laves 相的溶解量随时间的变化情况与实验结果基本一致, 说明该经典动态模型可以作为工程应用中确定 GH4169 钢锭 Laves 相均匀化工艺的参考依据。

## 参考文献

- [1] Long Z, Liu X B, Yang W. *Mater Sci Eng*, 2004; A386: 254
- [2] Min Z X, Shen J, Feng Z R, Wang L S, Liu L, Fu H Z. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 1543  
(闵志先, 沈 军, 冯周荣, 王灵水, 刘 林, 傅恒志. 金属学报, 2010; 46: 1543)
- [3] Sun X F, Yin F S, Li J G, Hou G C, Zheng Q, Guan H R, Hu Z Q. *Acta Metall Sin*, 2003; 39: 27  
(孙晓峰, 殷凤仕, 李金国, 侯贵臣, 郑 启, 管恒荣, 胡壮麒. 金属学报, 2003; 39: 27)
- [4] Wang C Y, Beckermann C. *Mater Sci Eng*, 1993; A171: 199
- [5] Rao G A, Kumar M, Srinivas M, Sarma D S. *Mater Sci Eng*, 2003; A355: 114
- [6] Wang L, Dong J X, Tian Y L, Xie X S. *Rare Met Mater Eng*, 2006; 35: 1408  
(王 玲, 董建新, 田玉亮, 谢锡善. 稀有金属材料与工程, 2006; 35: 1408)
- [7] Tian Y L, Wang L, Dong J X, Zhang M C. *Rare Met Mater Eng*, 2006; 35: 1315  
(田玉亮, 王 玲, 董建新, 张麦仓. 稀有金属材料与工程, 2006; 35: 1315)
- [8] Alexandre P B, Ivaldo L F, Amauri G. *Mater Sci Eng*, 2006; A435-436: 150
- [9] Miao Z J, Shan A D, Wu Y B, Lu J, Song H W. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2011; 21: 1009
- [10] Song W X. *Metallography*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 82  
(宋维锡. 金属学. 北京: 冶金工业出版社, 2007: 82)
- [11] Liang X, Zhang R, Yang Y. In: Loria E A ed., *Superalloys 718, 625, 706*, Warrendale: TMS, 1994: 947
- [12] Wang L. *PhD Dissertation*, University of Science and Technology Beijing, 2006  
(王 玲. 北京科技大学博士学位论文, 2006)
- [13] Vermolen F J, Zwaag V D. *Mater Sci Eng*, 1996; A220: 140
- [14] Vermolen F J, Vuik C, Zwaag S V. *Mater Sci Eng*, 2002; A328: 14
- [15] Javierre E, Vuik C, Vermolen F J, Segal A. *J Comput Phys*, 2007; 224: 222
- [16] Vermolen F J, Vuik K, Zwaag S V. *Mater Sci Eng*, 1998; A254: 13
- [17] Vermolen F J, Vuik C. *J Comput Phys*, 2000; 126: 233
- [18] Vermolen F J, Vuik C, Zwaag S V. *Mater Sci Eng*, 2003; A347: 265
- [19] Xu H J. *Fundamentals of Materials Science and Engineering*. Beijing: Beijing University of Technology Press, 2001: 305  
(徐恒钧. 材料科学基础. 北京: 北京工业大学出版社, 2001: 305)
- [20] Chen S P, Vossenberq M S, Vermolen F J. *Mater Sci Eng*, 1999; A272: 250
- [21] Aaron H B. *Met Sci J*, 1969; 2: 192
- [22] Aaron H B. *Acta Metall Mater*, 1969; 17: 407
- [23] Paul D J, Christopher J C. *Metall Mater Trans*, 2009; 40B: 182
- [24] Huang Q Y, Li H K. *Superalloy*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000: 46  
(黄乾尧, 李汉康. 高温合金. 北京: 冶金工业出版社, 2000: 46)
- [25] Miao Z J. *PhD Dissertation*, Shanghai Jiao Tong University, 2011  
(缪竹骏. 上海交通大学博士学位论文, 2011)

(责任编辑: 肖素红)